

УДК 621.791

Калинин Ю. А.¹, канд. техн. наук Шумилов А. А.², PhD Петришинец И.³,
д-р техн. наук Ефременко В. Г.⁴, д-р техн. наук Брыков М. Н.²

¹ ПАО «Запорожтрансформатор», г. Запорожье

² Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запорожье

³ Институт материаловедения, г. Кошице, Словакия

⁴ ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

СТРУКТУРА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ЗАКАЛЁННОЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СВАРКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Цель работы – исследование структуры зоны термического влияния сварного соединения закалённой на мартенсит высокоуглеродистой низколегированной стали после ручной дуговой сваркой с ускоренным охлаждением.

Методы исследования. Для исследования микроструктур использована оптическая и растровая электронная микроскопия. Твердость образцов измеряли с помощью твердомера Виккерса с компьютерным управлением позиционирования и индентирования образца, а также определения диагоналей отпечатков.

Результаты. Погруженные в воду (кроме свариваемых кромок) пластины из закалённой на мартенсит высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 и низкоуглеродистой стали 09Г2С сварены ручной дуговой сваркой. Исследована микроструктура сварного соединения. Определены размеры характерных участков зон термического влияния и твердость материала на различном расстоянии от границы сплавления.

Научная новизна. Впервые проведена сварка с ускоренным охлаждением в воде высокоуглеродистой стали после закалки на мартенсит без отпуска. Установлено, что в структуре зоны термического влияния твёрдая мартенситная прослойка расположена не вплотную к границе сплавления, а отделена от неё слоем аустенита.

Практическая ценность. Показана принципиальная возможность сварки термически обработанных высокоуглеродистых износостойких сталей без нарушения структуры, полученной предварительной термической обработкой.

Ключевые слова: высокоуглеродистая низколегированная сталь, сварка, ускоренное охлаждение, зона термического влияния, микроструктура, твёрдость.

Введение

Износ считают одной из важнейших проблем современной промышленности. Любые детали, находящиеся в подвижном контакте под нагрузкой, подвержены износу – постепенной потере материала с контактирующих поверхностей. Этот процесс приводит к изменению геометрии деталей и, в итоге, выходу их из строя. В зависимости от вида изнашивания его скорость изменяется в очень широких пределах; наиболее агрессивным является абразивное изнашивание, когда износ рабочей поверхности на уровне единиц или даже десятков миллиметров достигается за время порядка нескольких суток. В режиме абразивного изнашивания работают практически все элементы деталей машин, контактирующие с твёрдыми частицами при обработке грунта, а также в процессе прессования, перемешивания или измельчения различных естественных или искусственных минералов.

Защита от абразивного изнашивания предполагает использование материалов повышенной и высокой твердости, которая достигается за счет твёрдых структурных составляющих (напр. карбиды) или высокой степени упрочнения металлической основы в процессе пластической деформации при воздействии абразива. В любом случае износостойкий материал, в частности сталь, должен содержать повышенное количество углерода для обеспечения возможности оптимальной термической обработки в соответствии с режимом изнашивания. При наличии эффективных способов крепления защитные элементы из термически обработанных высокоуглеродистых износостойких сталей могут быть использованы для продления ресурса широкой номенклатуры деталей машин.

Сварка – оптимальный вариант крепления износостойких защитных элементов, однако здесь могут возник-

нуть затруднения. Сварка высокоуглеродистых сталей, как правило, требует значительного предварительного подогрева свариваемых деталей и замедленного теплоотвода, что неприемлемо для термически обработанных (закалённых) износостойких элементов. Таким образом, существует актуальная научно-практическая задача – нахождение такого способа сварки закалённых высокоуглеродистых сталей, который позволил бы без потери износостойкости свариваемых элементов получать сварные соединения достаточного качества.

Цель работы – нахождение практически приемлемого способа сварки закалённой высокоуглеродистой стали с низкоуглеродистой сталью, а также исследование структуры полученного сварного соединения. Термическое влияние на структуру элемента из закалённой стали должно быть минимизировано.

Анализ публикаций по теме работы

Увеличение износостойкости деталей может быть достигнуто несколькими путями. Широко используются методы нанесения защитных слоёв и наплавка [1–3], а также объёмная термическая обработка [4–6]. В работах [7, 8] предложен новый класс материалов, износостойких при абразивном изнашивании, – высокоуглеродистые низколегированные стали. Благодаря высокой концентрации углерода (около 1,2 %) и суммарному содержанию легирующих элементов на уровне 3 % после закалки из однофазной γ -области температура начала мартенситного превращения M_n снижается до уровня 20 °С. Поэтому количество остаточного аустенита после закалки достигает 90–100 % [8]. Благодаря высокой способности остаточного аустенита к фазовому превращению при механическом воздействии – например, при царапании абразивом в процессе изнашивания – на поверхности трения постоянно образуется твердый слой мартенсита деформации [8], что и способствует значительному повышению износостойкости.

Известно, что стали с содержанием углерода более 0,4 % считаются трудносвариваемыми. Чем больше углерода и других легирующих элементов (кроме Со) содержится в стали, тем меньшая скорость охлаждения должна быть обеспечена для исключения появления мартенсита в зоне термического влияния (ЗТВ) [9]. Уменьшение скорости охлаждения достигается предварительным подогревом и замедленным охлаждением.

В работе [10] показано, что в случае сварки термически обработанной заэвтектидной высокоуглеродистой низколегированной стали необходимо не замедленное, а ускоренное охлаждение сварного соединения, поскольку при ускоренном охлаждении в ЗТВ фиксируется остаточный аустенит непосредственно за зоной сплавления. Эксперимент проведен на модельном сварном соединении малого размера при естественном охлаждении за счет теплоотвода вглубь образца. При увеличении размера сварного соединения скорость естественного охлаждения может оказаться недостаточной

для получения требуемой структуры ЗТВ. В связи с этим необходимо принудительное ускоренное охлаждение сварного соединения в процессе сварки.

Максимальная скорость охлаждения ЗТВ может быть получена при погружении в воду свариваемых деталей (кроме свариваемых кромок). В данном случае гарантируется достаточная для закалки скорость охлаждения ЗТВ и сохранение неизменной структуры термически обработанного износостойкого элемента. Ускоренное охлаждение в воде – известный приём, используемый, например, при сварке высокоазотистых сталей [11]. Однако его применение при сварке высокоуглеродистых низколегированных сталей до настоящего времени не исследовано.

Методы и материалы

Эксперименты проведены с использованием образцов, вырезанных из полос высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 промышленного изготовления и стандартной низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2С толщиной 5 мм и 8 мм соответственно. Химический состав стали 120Г3С2 (масс. %): 1,21 %С; 2,56 %Mn; 1,59 %Si. Образец стали 120Г3С2 предварительно закалён от 800 °С, без отпуска. Твердость закалённого образца 800-850 HV0.5.

На рис. 1 показан закалённый образец стали 120Г3С2 (1) после сварки двумя угловыми швами с образцами стали 09Г2С (2). Сварку проводили на переменном токе электродами RIK99 (99 %Ni, 1 %С) диаметром 3 мм на режиме: $I_{св} = 190$ А; $U_{св} = 25$ В. Свариваемые образцы были зажаты струбциной и погружены в воду до уровня пунктирной линии. Место вырезки образца для исследования структуры ЗТВ (3) показано стрелкой.

Поперечные сечения образцов были отполированы и протравлены 4 % ниталем. Исследование микроструктуры ЗТВ и измерения микротвёрдости проведены с помощью оптического OLYMPUS GX-71, растрового электронного JEOL JSM-7000F микроскопов и микротвердомера Wilson® Hardness.

Результаты экспериментов и обсуждение

На рис. 2 показана панорама сварного соединения стали 120Г3С2 и 09Г2С. Металл шва 1 отделён от неизменной структуры стали 120Г3С2 6 границей сплавления 2, зонами закалки на аустенит 3 и мартенсит 4, а также зоной отпуска исходной закалённой структуры 5.

В процессе сварки в зоне 3 происходит быстрый нагрев до подсолидусных температур и ускоренное охлаждение, что эквивалентно закалке из однофазной γ -области при обычной термической обработке. За счет полного растворения карбидной фазы в этой зоне температура M_n снижается до уровня 20 °С, что обеспечивает аустенитную структуру зоны 3. С увеличением расстояния от границы сплавления максимальная температура нагрева материала в процессе сварочного цикла непрерывно уменьшается, количество растворившихся карбидов также уменьшается и температура

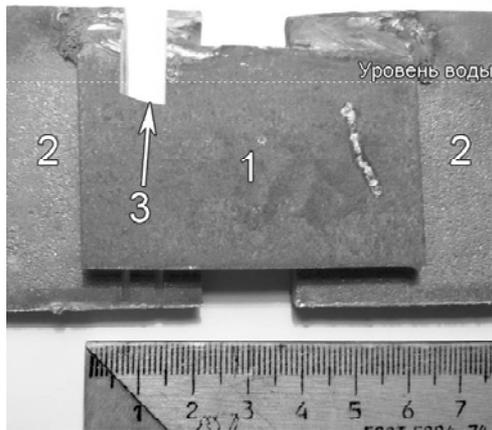


Рис. 1. Сварные соединения закаленной стали 120Г3С2 (1) и стали 09Г2С (2), 3 – место отбора образца для исследования структуры ЗТВ

M_n повышается. На некотором критическом расстоянии (4) от границы сплавления термообработка материала в процессе сварочного цикла эквивалентна закалке с минимальным перегревом выше A_{c1} – закалке на максимальную твердость. При дальнейшем увеличении расстояния от границы сплавления фазовое превращение уже не происходит, и исходная закаленная структура стали 120Г3С2 подвергается отпуску.

Обращает на себя внимание наличие мартенсита в структуре границы сплавления (рис. 3), несмотря на большой запас аустенитности электрода. Это может быть связано с выгоранием углерода и марганца, и, по-видимому, исключает получение безмартенситной структуры границы сплавления при сварке стали 120Г3С2 при любом составе электродного металла. Отсюда следует, что состав электродного металла можно изменять в достаточно широких пределах в сторону уменьшения уровня легирования без изменения структуры границы сплавления и ЗТВ. Необходимо отметить, что мартенсит, образующийся в структуре границы сплавления, практически мгновенно начинает самоотпускаться при достаточно высоких температурах. Это значительно снижает вероятность возникновения дефектов сварного соединения.

Рис. 4. иллюстрирует изменение твердости от шва к основному металлу через границу сплавления и ЗТВ. Зависимость 2 на рис. 4 соответствует измерению твердости в средней части элемента из стали 120Г3С2 (см. рис. 2, цепочка отпечатков в средней части 120Г3С2). На границе сплавления отчетливо видно локальное увеличение твердости; отпечаток, соответствующий данному результату измерения, виден в центральной части рис. 3а, б. Размеры окружающих отпечатков, расположенных вокруг, значительно больше, что соответствует значительно меньшей твердости.

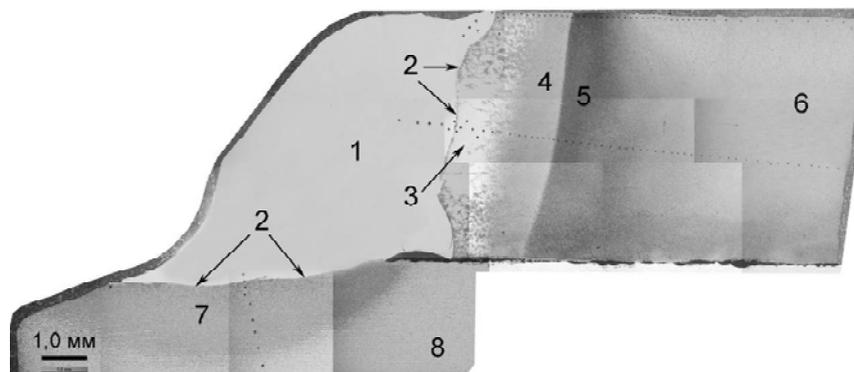


Рис. 2. Панорама сварного соединения, $\times 50$: 1 – металл шва; 2 – границы сплавления; 3–6 – 120Г3С2: 3 – зона повторной закалки на аустенит; 4 – зона повторной закалки на мартенсит; 5 – зона отпуска; 6 – зона неизменной структуры закаленной стали; 7 – зона термического влияния в стали 09Г2С; 8 – зона неизменной структуры стали 09Г2С

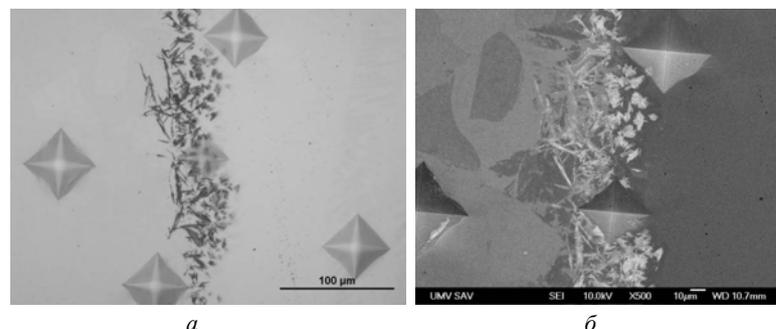


Рис. 3. Микроструктура границы сплавления 120Г3С2, $\times 500$: а – оптическое изображение; б – электронное изображение. Металл шва справа, 120Г3С2 слева от границы сплавления

Ширина аустенитной (200–300 HV0.5) и мартенситной (700–800 HV0.5) зон одинакова и составляет около 0,7 мм. Эти зоны разделены областью аустенито-мартенсито-карбидной структуры переменной твердости, соответствующей закалке из двухфазной области с различным перегревом выше A_{c1} . За областью мартенсита твердость резко снижается до 550 HV0.5, что соответствует высокому отпуску исходного закалённого материала. По мере увеличения расстояния от шва твердость монотонно возрастает, и на расстоянии около 7 мм достигает уровня исходного материала.

Аналогичный характер изменения твердости наблюдается в верхней части элемента из стали 120Г3С2 (см. рис. 4, зависимость 1). Отличия заключаются в меньшей ширине зон и значительно большей твердости аустенитной зоны. Первое связано с большей скоростью охлаждения, второе – с обезуглероживанием пластины из стали 120Г3С2 на глубину около 1 мм в процессе производства.

Структура стали 09Г2С в зоне термического влияния имеет характерное игольчатое строение (рис. 5а). В соответствии с зависимостью 3 на рис. 4 глубина ЗТВ со стороны стали 09Г2С составляет примерно 3 мм.

Необходимо отметить отсутствие микротрещин на границе сплавления и в структуре ЗТВ как со стороны

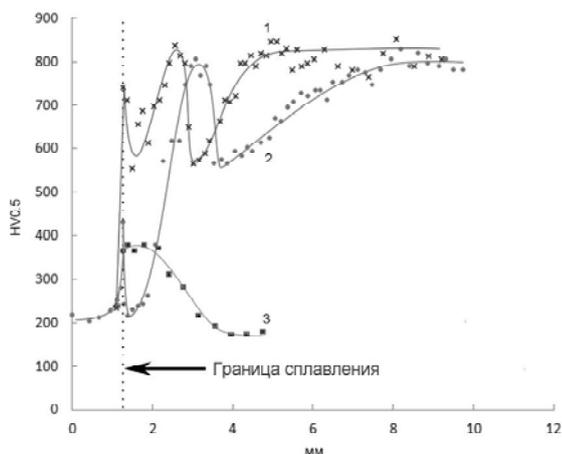


Рис. 4. Микротвёрдость ЗТВ: 1 – верхний край 120Г3С2; 2 – средняя часть 120Г3С2; 3 – 09Г2С

стали 09Г2С, так и стали 120Г3С2. В связи с этим высока вероятность получения качественных сварных соединений реальных деталей из закалённой стали 120Г3С2 и стали 09Г2С при сварке с охлаждением в воде. Безусловно, сталь 120Г3С2 невозможно эксплуатировать без отпуска после закалки от 800 °С в связи с чрезвычайно высокой хрупкостью. Сварка неотпущенной стали осуществлена лишь для модельного эксперимента, поскольку в данном случае границы различных областей в ЗТВ прослеживаются предельно чётко. При изготовлении реальных изделий закалённую сталь до сварки и сварное соединение после сварки необходимо подвергать хотя бы низкому отпуску.

Дальнейшая работа может быть направлена на разработку режимов термической обработки сварных соединений стали 120Г3С2 после сварки с ускоренным охлаждением, исследование механических свойств получаемых сварных соединений, а также подбор рационального состава сварочных электродов.

Выводы

1. При ручной дуговой сварке закалённой на мартенсит стали 120Г3С2 с ускоренным охлаждением в воде структура ЗТВ представляет собой набор слоёв переменной твёрдости от аустенита до мартенсита. Сразу за границей сплавления образуется слой аустенита толщиной около 0,7 мм твёрдостью 200–300 HV0.5. По мере удаления от границы сплавления твёрдость ЗТВ увеличивается за счёт появления карбидной фазы и мартенсита. На расстоянии около 2 мм от границы сплавления формируется слой мартенсита твёрдостью 700–800 HV0.5 и толщиной около 0,7 мм.

2. В структуре границы сплавления образуется некоторое количество мартенсита. Вероятно, это связано с выгоранием углерода и марганца при частичном расплавлении материала в процессе сварки.

3. Сварка закалённой стали 120Г3С2 с охлаждением в воде не приводит к возникновению дефектов сварного соединения. Это позволяет планировать исследования влияния послесварочной термической обработки на свойства соединений стали 120Г3С2, полученных сваркой с ускоренным охлаждением.

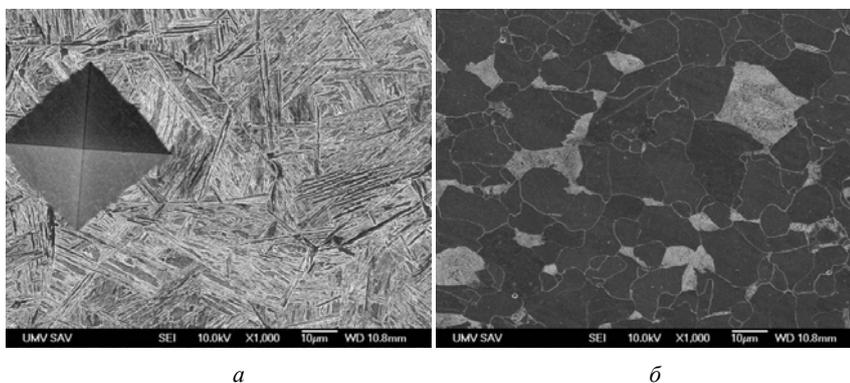


Рис. 5. Микроструктура стали 09Г2С: а – ЗТВ (7 на рис. 2); б – исходный материал (8 на рис. 2)

Список літератури

1. Possibilities of using welding-on technologies in crane wheel renovation / [Vinas J., Kascak L.] // Bulletin of Materials Science. – 2008. – Vol. 31. – № 2. – P. 125–131. <https://doi.org/10.1007/s12034-008-0022-4>
2. Influence of the hardfacing welds structure on their wear resistance / [Brezinova J., Draganovska D., Guzanova A. et al.] // Metals. – 2016. – Vol. 6. – № 2. – 36 <https://doi.org/10.3390/met6020036>
3. Cladding of wear-resistant layers in metallurgy and engineering / [Vinas J., Gres M., Vasko T.] // Materials Science Forum. – 2016. Vol. 862. – P. 1–48. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.862.41>
4. The influence of heat treatment on the abrasive wear resistance of a construction and a tool steel / [Orecny M., Bursak M., Vinas J.] // Metalurgija. – 2015. – Vol. 54. – № 1. – P. 191–193.
5. Повышение абразивной износостойкости низколегированных сталей за счет получения в структуре остаточного метастабильного аустенита / [Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бузова Д. В. и др.] // Трение и износ. – 2015. – Т. 36. – № 3. – С. 310–314.
6. Абразивная износостойкость чугунов со сфероидальными карбидами ванадия / [Ефременко В. Г., Шимидзу К., Чейлях А. П. и др.] // Трение и износ. – 2013. – Т. 34. – № 6. – С. 610–620.
7. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß (Bainite in Steels with High Resistance to Abrasive Wear) / [O. Hesse, J. Liefelth, M. Kunert et al.] // Tribologie und Schmierungstechnik. – 2016. – Vol. 63. – № 2. – P. 5–13.
8. Two-body abrasion resistance of high-carbon high-silicon steel: Metastable austenite vs nanostructured bainite / [Efremenko V., Hesse O., Friedrich Th. et al.] // Wear. – 2019. – Vol. 418–419. – P. 24–35. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.11.003>
9. Bhadeshia H. Steels: Microstructure and properties, fourth ed. / H. Bhadeshia, R. Honeycombe. – Elsevier, 2017. – 488 p.
10. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling / [Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I.] // Acta Metallurgica Slovaca. – 2019. – Vol. 25. – № 2. – P. 114–122.
11. Achieving ultra-high strength friction stir welded joints of high nitrogen stainless steel by forced water cooling / [Zhang H., Wang D., Xue P. et al.] // Journal of Materials Science & Technology. – 2018. – Vol. 34. – № 11. – P. 2183–2188. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.03.014>

Одержано 20.06.2019

Калінін Ю. А., Шумілов А. А., Петришинець І., Єфременко В. Г., Бриков М. М. Структура навколошовної зони загартованої високовуглецевої сталі після зварювання з прискореним охолодженням

Мета роботи – дослідження структури зони термічного впливу зварного з'єднання загартованої на мартенсит високовуглецевої низьколегованої сталі після ручного дугового зварювання з прискореним тепловідведенням.

Методи дослідження. Для дослідження мікроструктур використано оптичну та растрову електронну мікроскопію. Твердість зразків вимірювали за допомогою твердоміру Вікерсу з комп'ютерним керуванням позиціонування та індентування зразка, а також визначення діагоналей відбитків.

Результати. Занурені у воду (окрім зварюваних крайок) пластини із загартованої на мартенсит високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 та низьковуглецевої сталі 09Г2С зварено ручним дуговим зварюванням. Досліджено мікроструктуру зварного з'єднання. Визначено розміри характерних ділянок зон термічного впливу і твердість матеріалу на різній відстані від границі сплавлення.

Наукова новизна. Вперше проведено зварювання з прискореним охолодженням у воді високовуглецевої низьколегованої сталі після загартовування на мартенсит без відпуску. Встановлено, що в структурі зони термічного впливу твердий мартенситний прошарок розташовано не впритул до границі сплавлення, а відділено від неї шаром аустеніту.

Практична цінність. Показано принципову можливість зварювання термічно оброблених високовуглецевих зносостійких сталей без погіршення структури, яку отримано попередньою термічною обробкою.

Ключові слова: високовуглецева низьколегована сталь, зварювання, прискорене охолодження, зона термічного впливу, мікроструктура, твердість.

Kalinin Yu. A., Shumilov A. A., Petryshynets I., Efremenko V. G., Brykov M. N. Structure of near-weld zone of quenched high-carbon steel after welding with rapid cooling

Purpose. Study the structure of the heat-affected zone of a welded joint of high-carbon low-alloy steel hardened to martensite after manual arc welding with accelerated cooling.

Research methods. Optical and scanning electron microscopy was used to study microstructures. The hardness of the samples was measured using Vickers hardness tester equipped with a computer-controlled positioning and indentation of the sample, as well as determining the diagonals of the prints.

Results. Plates of martensite-hardened high-carbon low-alloyed steel and low-carbon steel immersed in water (except edges to be welded) are welded by manual arc welding. The microstructure of the welded joint was investigated. The sizes of characteristic areas of heat-affected zones and the hardness of the material at various distances from the fusion boundary were determined.

Scientific novelty. For the first time, high-carbon steel quenched to martensite without tempering was welded with simultaneous accelerated cooling in water. It has been established that in the structure of the heat-affected zone a solid martensitic layer is not adjacent to the fusion boundary, but is separated from it by a layer of austenite.

Practical value. The principal possibility of welding heat-treated high-carbon wear-resistant steels without deterioration the structure obtained by preliminary heat treatment is shown.

Key words: high-carbon low-alloyed steel, welding, rapid cooling, heat affected zone, microstructure, hardness.
